

Docket No.: 62807-156

PATENT

IN THE UNITED STATES PATENT AND TRADEMARK OFFICE

In re Application of	:	Customer Number: 20277
	:	
Masahiko ARAI, et al.	:	Confirmation Number:
	:	
Serial No.:	:	Group Art Unit:
	:	
Filed: January 16, 2004	:	Examiner: Unknown
	:	
For:		HEAT RESISTING STEEL, GAS TURBINE USING THE STEEL, AND COMPONENTS THEREOF

**CLAIM OF PRIORITY AND
TRANSMITTAL OF CERTIFIED PRIORITY DOCUMENT**

Mail Stop CPD
Commissioner for Patents
P.O. Box 1450
Alexandria, VA 22313-1450

Sir:

In accordance with the provisions of 35 U.S.C. 119, Applicants hereby claim the priority of:

Japanese Patent Application No. 2003-101401, filed April 4, 2003

cited in the Declaration of the present application. A certified copy is submitted herewith.

Respectfully submitted,

MCDERMOTT, WILL & EMERY



Keith E. George
Registration No. 34,111

600 13th Street, N.W.
Washington, DC 20005-3096
(202) 756-8000 KEG:tlb
Facsimile: (202) 756-8087
Date: January 16, 2004

02807-156
ARAI et al.
January 16, 2004

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

McDermott, Will & Emery

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 4 月 4 日
Date of Application:

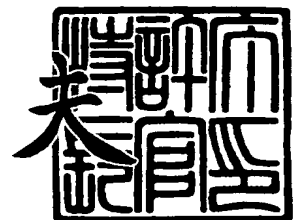
出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 1 0 1 4 0 1
Application Number:
[ST. 10/C]: [J P 2 0 0 3 - 1 0 1 4 0 1]

出 願 人 株式会社日立製作所
Applicant(s):

2 0 0 3 年 1 1 月 2 6 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康



出証番号 出証特 2 0 0 3 - 3 0 9 7 4 3 5

【書類名】 特許願

【整理番号】 J6180

【提出日】 平成15年 4月 4日

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 C22C 38/18

F02C 3/00

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県日立市大みか町七丁目 1 番 1 号

株式会社 日立製作所 日立研究所内

【氏名】 新井 将彦

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県日立市大みか町七丁目 1 番 1 号

株式会社 日立製作所 日立研究所内

【氏名】 川中 啓嗣

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県日立市大みか町七丁目 1 番 1 号

株式会社 日立製作所 日立研究所内

【氏名】 土井 裕之

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県日立市幸町三丁目 1 番 1 号

株式会社 日立製作所 火力・水力事業部内

【氏名】 竹原 勲

【発明者】

【住所又は居所】 茨城県日立市幸町三丁目 1 番 1 号

株式会社 日立製作所 火力・水力事業部内

【氏名】 黒木 英俊

【特許出願人】

【識別番号】 000005108

【氏名又は名称】 株式会社 日立製作所

【代理人】**【識別番号】** 100074631**【弁理士】****【氏名又は名称】** 高田 幸彦**【電話番号】** 0294-24-4406**【手数料の表示】****【予納台帳番号】** 033123**【納付金額】** 21,000円**【提出物件の目録】****【物件名】** 明細書 1**【物件名】** 図面 1**【物件名】** 要約書 1**【プルーフの要否】** 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 耐熱鋼とそれを用いたガスタービン及びその各種部材

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%を含み、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値とNi量とが両者の関係を示す直交座標の点A(1.0、2.7%)及び点B(2.5、1.0%)の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{Mo量/(Mo量+0.5W量)\}$ で示される値が0.5以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 2】

請求項 1 において、前記(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値が1.8以下であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 3】

請求項 1 において、重量で、Re1.5%以下及びB0.001～0.015%を含むことを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 4】

重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%を含み、(W量/Mo量)で表わされる値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点C(1.3、0.15%)及び点D(2.5、0.37%)の各点を直線で結んで得られる値以下であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 5】

請求項 4 において、 $\{Mo量/(Mo量+0.5W量)\}$ で示される値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点E(0.25、0.4%)及び点F(0.7、0.15%)の各点を直線で結んで得られる値以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする耐熱鋼。

。

【請求項 6】

請求項 4 において、重量で、Re1.5%以下及びB0.001～0.015%の少なくとも 1 種を含むことを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 7】

請求項 5 において、重量で、Re1.5%以下及びB0.001～0.015%の少なくとも 1 種を含むことを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 8】

請求項 1 において、重量で、Cu0.5%以下、Ti10.5%以下、Al0.2%以下、Zr0.1%以下、Hf0.1%以下、Ca0.01%以下、Mg0.01%以下、Y0.01%以下及び希土類元素0.01%以下の少なくとも 1 種を含むことを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 9】

請求項 4 において、重量で、Cu0.5%以下、Ti10.5%以下、Al0.2%以下、Zr0.1%以下、Hf0.1%以下、Ca0.01%以下、Mg0.01%以下、Y0.01%以下及び希土類元素0.01%以下の少なくとも 1 種を含むことを特徴とする耐熱鋼。

【請求項 1 0】

タービンスタブシャフトと、該シャフトにタービンスタッキングボルトによって互いにタービンスペーサを介して連結された複数個のタービンディスクと、該ディスクに植込まれ燃焼器によって発生した高温の燃焼ガスによって回転するタービンブレードと、前記ディスクに連結されたディスタントピースと、該ディスタントピースに連結された複数個のコンプレッサロータと、該ロータに植込まれ空気を圧縮するコンプレッサブレードと、前記コンプレッサロータに連結されたコンプレッサスタブシャフトを備えたガスタービンにおいて、前記タービンディスクと、ディスタントピース、タービンスペーサ、コンプレッサディスクの最終段及びタービンスタッキングボルトの少なくとも 1 つが、重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの 1 種又は 2 種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%を含み、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値とNi量とが両者の関係を示す直交座標の点A (1.0、2.7%)及び点B (2.5、1.0%)の各点を直線で結んで得られる値以下及び{Mo量/(Mo量+0.5W量)}で

示される値が0.5以上であるか、又は $(W\text{量}/Mo\text{量})$ で表わされる値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点C (1.3、0.15%) 及び点D (2.5、0.37%) の各点を直線で結んで得られる値以下、又は $\{Mo\text{量}/(Mo\text{量}+0.5W\text{量})\}$ で示される値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点E (0.25、0.4%) 及び点F (0.7、0.15%) の各点を直線で結んで得られる値以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とするガスタービン。

【請求項 1 1】

円盤状部材で、該円盤状部材の円周部にタービンブレードの植え込み部と、複数の前記円盤状部材をスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔とを有し、重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%を含み、 $(Ni\text{量}-Co\text{量})^2$ で示される値とNi量とが両者の関係を示す直交座標の点A (1.0、2.7%) 及び点B (2.5、1.0%) の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{Mo\text{量}/(Mo\text{量}+0.5W\text{量})\}$ で示される値が0.5以上であるか、又は $(W\text{量}/Mo\text{量})$ で表わされる値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点C (1.3、0.15%) 及び点D (2.5、0.37%) の各点を直線で結んで得られる値以下、又は $\{Mo\text{量}/(Mo\text{量}+0.5W\text{量})\}$ で示される値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点E (0.25、0.4%) 及び点F (0.7、0.15%) の各点を直線で結んで得られる値以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とするガスタービン用ディスク。

【請求項 1 2】

円筒状部材で、該部材の両端部に設けられた突出部と、該突出部の一方に前記円筒状部材をタービンディスクにスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔と、前記突出部の他方に前記円筒状部材をコンプレッサディスクにスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔とを有し、重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%

を含み、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値とNi量とが両者の関係を示す直交座標の点A (1.0、2.7%)及び点B (2.5、1.0%)の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{\text{Mo量}/(\text{Mo量}+0.5\text{W量})\}$ で示される値が0.5以上であるか、又は(W量/Mo量)で表わされる値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点C (1.3、0.15%)及び点D (2.5、0.37%)の各点を直線で結んで得られる値以下、又は $\{\text{Mo量}/(\text{Mo量}+0.5\text{W量})\}$ で示される値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点E (0.25、0.4%)及び点F (0.7、0.15%)の各点を直線で結んで得られる値以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とするガスタービンディスタントピース。

【請求項 1 3】

円盤状部材で、該円盤状部材の円周部にコンプレッサブレードの植え込み部と、複数の前記円盤状部材をスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔とを有し、重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN 0.02～0.10%を含み、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値とNi量とが両者の関係を示す直交座標の点A (1.0、2.7%)及び点B (2.5、1.0%)の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{\text{Mo量}/(\text{Mo量}+0.5\text{W量})\}$ で示される値が0.5以上であるか、又は(W量/Mo量)で表わされる値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点C (1.3、0.15%)及び点D (2.5、0.37%)の各点を直線で結んで得られる値以下、又は $\{\text{Mo量}/(\text{Mo量}+0.5\text{W量})\}$ で示される値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点E (0.25、0.4%)及び点F (0.7、0.15%)の各点を直線で結んで得られる値以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とするガスタービンコンプレッサディスク。

【請求項 1 4】

棒状部材で、その一端にネジ部と、他端に角状頭部とを有し、重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%を含み、(Ni量とCo量の差)の2

乗で示される値とNi量とが両者の関係を示す直交座標の点A（1.0、2.7%）及び点B（2.5、1.0%）の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{Mo量/(Mo量+0.5W量)\}$ で示される値が0.5以上であるか、又は $(W量/Mo量)$ で表わされる値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点C（1.3、0.15%）及び点D（2.5、0.37%）の各点を直線で結んで得られる値以下、又は $\{Mo量/(Mo量+0.5W量)\}$ で示される値とMn量とが両者の関係を示す直交座標の点E（0.25、0.4%）及び点F（0.7、0.15%）の各点を直線で結んで得られる値以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とするガスタービンスタッキングボルト。

【発明の詳細な説明】

【0 0 0 1】

【発明の属する技術分野】

本発明は新規な耐熱鋼とそれを用いたガスタービン及びその各種部材に関する。

【0 0 0 2】

【従来の技術】

【特許文献1】 特開 2 0 0 1 - 4 9 3 9 8 号公報

【特許文献2】 特開平 1 1 - 2 0 9 8 5 1 号公報

【特許文献3】 PCT/J P 9 7 / 0 4 6 0 9 号公報

【特許文献4】 特開 2 0 0 1 - 4 9 3 9 8 号公報

【特許文献5】 特開平 1 0 - 2 5 1 8 0 9 号公報

現在、ガスタービン用ディスクには、Cr-Mo-V鋼、1 2 Cr-Mo-Ni-V-N鋼が使用されている。近年、省エネルギーの観点からガスタービンの熱効率の向上が望まれている。高効率発電をすることで化石燃料の節約、排出ガスの発生量を抑えることが可能となり、地球環境保全に貢献できる。熱効率を向上させるにはガス温度及び圧力を上げるのが最も有効な手段である。ガス温度を1300℃級から1500℃級に高めることにより、大幅な効率向上が期待できる。また、燃焼温度の上昇を伴わない場合でも、部材の冷却に使用している圧縮空気量の一部を削減することにより、効率向上が期待できる。

【0 0 0 3】

しかし、これらの高温・高圧化にともない、従来のCr-Mo-V鋼、12Cr-Mo-Ni-V-N鋼では強度不足で、より強度の高い材料が必要である。強度としては、高温特性を最も大きく左右するクリープ破断強度が要求される。またガスタービンディスクではクリープ強度と共に高引張強さ、高靱性も要求され、特に高温で使用中に生ずる脆化を抑制しなければならない。

【0004】

クリープ破断強度が高い構造材料としては、オーステナイト鋼、Ni基合金、Co基合金、マルテンサイト鋼等が一般に知られている。熱間加工性、切削性及び振動減衰特性の点でNi基合金及びCo基合金は望ましくない。また、オーステナイト鋼は400～450℃付近の強度がそれほど高くないこと、更にガスタービン全体システムから望ましくない。一方、マルテンサイト鋼は他の構成部品とのマッチングが良く、高温強度も十分である。

【0005】

【特許文献1】には高低圧一体型の蒸気タービンロータとして高強度及び高靱性の耐熱鋼が開示されている。又、【特許文献2】、【特許文献3】、【特許文献4】及び【特許文献5】にはガスタービンディスク材用の耐熱鋼が開示されている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

しかし、これらの公報に記載の耐熱鋼ではガスタービンディスクに要求される高クリープ破断強度、高引張強度、高靱性、低脆化の特性等の内、特に高クリープ破断強度及び低脆化の特性を同時に満足できず、より高効率のガスタービンディスクとしては十分でない。ガスタービンの高温・高圧化に対して従来の単に強度の高い材料を用いるだけではガス温度の更なる上昇は出来ない。また、高温部を大量の冷却空気等によって冷却することによりガス温度の更なる上昇が期待できるが、熱効率が著しく低下する。そのため熱効率の低下を防ぐには冷却空気の削減が必要となるが、上述の高い材料特性が得られなければその削減ができない。そして一般に高温強度を向上させると靱性が低下するので、両者を同時に達成することが困難である。

【0007】

本発明の目的は、より高温度に対応できる高クリープ破断強度と高温長時間加熱後においても高い靱性を有する耐熱鋼とそれを用いたガスタービン及びその各種部材を提供することにある。

【0008】

【課題を解決するための手段】

本発明は、重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、Nb及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%を含み、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値とNi量とが直交座標の点A(1.0、2.7%)及び点B(2.5、1.0%)の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{Mo量 / (Mo量 + 0.5W量)\}$ で求められる値が0.5以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする耐熱鋼にある。又、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値が1.8以下が好ましい。

【0009】

更に、本発明は、前述の組成において、Mn量と(W量/Mo量)比とが直交座標の点C(0.15%、1.3)及び点D(0.37%、2.5)の各点を直線で結んで得られる値以下であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする。又この組成に $\{Mo量 / (Mo量 + 0.5W量)\}$ で求められる値とMn量とが直交座標の点E(0.25、0.4%)及び点F(0.7、0.15%)の各点を直線で結んで得られる値以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする。

【0010】

本発明は、重量で、Re1.5%以下及びB0.001～0.015%を少なくとも一種を含むことができる。又、重量で、Cu0.5%以下、Ti0.5%以下、Al0.2%以下、Zr0.1%以下、Hf0.1%以下、Ca0.01%以下、Mg0.01%以下、Y0.01%以下及び希土類元素0.01%以下の少なくとも一種を含むことができる。

【0011】

本発明に係る耐熱鋼は、次式で計算されるCr当量が10以下になるように成分調整され、 δ フェライト相を実質的に含まないようにすることが好ましい。各元素

は、耐熱鋼の含有量（重量％）である。

【0012】

$$\text{Cr当量} = \text{Cr} + 6\text{Si} + 4\text{Mo} + 1.5\text{W} + 11\text{V} + 5\text{Nb} - 40\text{C} - 30\text{N} - 30\text{B} - 2\text{Mn} - 4\text{Ni} - 2\text{Co} + 2.5\text{Ta}$$

本発明においては、室温における引張強さが1180MPa以上、好ましくは1200MPa以上、510℃、10⁵時間クリープ破断強度が420MPa以上、好ましくは430MPa以上、530℃で10⁴時間加熱後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値が19.6 J/cm²以上であることが好ましい。

【0013】

本発明は、タービンスタブシャフトと、該シャフトにタービンスタッキングボルトによって互いにタービンスペーサを介して連結された複数個のタービンディスクと、該ディスクに植込まれ、燃焼器によって発生した高温の燃焼ガスによって回転するタービンブレードと、前記ディスクに連結されたディスタントピースと、該ディスタントピースに連結された複数個のコンプレッサロータと、該ロータに植込まれ空気を圧縮するコンプレッサブレードと、前記コンプレッサロータに連結されたコンプレッサスタブシャフトを備えたガスタービンにおいて、前記タービンディスクと、ディスタントピース、タービンスペーサ、コンプレッサディスクの最終段及びタービンスタッキングボルトの少なくとも1つが、前述に記載の耐熱鋼からなるものである。

【0014】

更に、本発明は、円盤状部材で、該円盤状部材の円周部にタービンブレードの植え込み部と、複数の前記円盤状部材をスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔とを有し、前述に記載の組成及び特性を有する耐熱鋼からなることを特徴とするガスタービンディスクにある。尚、円盤状部材の円中心部には中心孔があってもよいし、なくてもよい。

【0015】

ガスタービンディスクは高速回転による高い遠心応力と振動応力に耐えるため、引張強さが高いと同時に疲労強度が高くなければならない。そのためにガスタービンディスク材の金属組織は、有害なδフェライトが存在すると、疲労強度を

著しく低下させるので、前述のCr当量が10以下になるように調整し、全焼戻しマルテンサイト組織とするのが好ましい。

【0016】

本発明は、円筒状部材で、該部材の両端部に設けられた突出部と、該突出部の一方に前記円筒状部材をタービンディスクにスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔と、前記突出部の他方に前記円筒状部材をコンプレッサディスクにスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔とを有し、前述に記載の組成を有する耐熱鋼からなることを特徴とするガスタービン用ディスタントピースにあり、前述と同様の特性を有する耐熱鋼を用いることが好ましい。

【0017】

本発明は、円盤状部材で、該円盤状部材の円周部にコンプレッサブレードの植え込み部と、前記複数の円盤状部材をスタッキングボルトによって一体に締結する複数の前記ボルトの挿入用孔とを有し、前述に記載の耐熱鋼からなることを特徴とするガスタービン用コンプレッサディスクにあり、前述と同様の特性を有する耐熱鋼を用いることが好ましい。

【0018】

本発明は、棒状部材で、その一端にネジ部と、他端に角状頭部とを有し、前述に記載の耐熱鋼からなることを特徴とするガスタービン用スタッキングボルトにあり、前述と同様の特性を有する耐熱鋼を用いることが好ましい。

【0019】

本発明の耐熱鋼の成分範囲限定理由について説明する。

【0020】

Cは高い引張強さと耐力を得るために0.05%以上とする。しかし、0.30%を超えるC量では高温に長時間さらされた場合に金属組織が不安定になり、クリープ破断強度を低下させ、また靱性を低下させるので0.30%以下とする。特に、0.07~0.23%が好ましく、より0.10~0.20%が好ましい。

【0021】

Siは脱酸剤、Mnは脱硫・脱酸剤で耐熱鋼の溶解の際に添加するものであり、少

量でも効果がある。Siは δ フェライト生成元素であり、多量の添加は、疲労及び靱性を低下させる有害な δ フェライト生成の原因になるので、0.50% 以下とする。なお、カーボン真空脱酸法及びエレクトロスラグ再溶解法などによればSi添加の必要がなく、Si無添加がよい。特に、0.10% 以下が好ましく、より0.05% 以下が好ましい。

【 0 0 2 2 】

少量のMn添加は靱性を向上するが多量の添加は靱性を低下させるので、0.60% 以下とする。特に、Mnは脱硫剤として有効なので、靱性向上の点から0.30% 以下が好ましく、特に0.25% 以下、更により0.20% 以下が好ましい。0.05% 以上含有させることは靱性の点から好ましい。

【 0 0 2 3 】

Crは耐食性と引張強さを高めるが、13%を超える添加は δ フェライト組織生成の原因になる。8%より少ないと耐食性と高温強度が不十分なので、Crは8~13% とする。特に強度の点から10.0~12.8% が好ましく、より10.5~12.5% が好ましい。

【 0 0 2 4 】

Moは固溶強化及び炭化物・窒化物析出強化作用によってクリープ破断強度を高める効果がある。Moは1.0% 以下ではクリープ破断強度向上効果が不十分であり、3% 以上になると δ フェライト生成原因になるので1.0~3.0% とする。特に、1.2~2.7% が好ましく、より1.3~2.5% が好ましい。

【 0 0 2 5 】

WもMoと同様の効果が有る。より高強度化のためにMoと同等の含有量まで含有させることができる。Wは0.1% 以下ではクリープ破断強度向上効果が不十分であり、1.5% を超えると靱性が低下するので、0.1~1.5% とする。特に0.2~1.4% が好ましく、より0.3~1.3% が好ましい。

【 0 0 2 6 】

Coはより高温での強度を高めるので、高温化に対応させて含有量を高めるのが好ましい。0.5% 未満ではその効果が十分ではなく、4.0% を超えると加熱脆化を促進するので、4% を上限とする。特に、0.8~3.5% が好ましい。

【 0 0 2 7 】

V及びNbは炭化物を析出し引張強さを高めると同時に韌性向上効果がある。V0.05%以下、Nb0.02%以下ではその効果が不十分であり、又、V0.35%以下、Nb0.3%以下が δ フェライト生成の抑制から好ましい。特に、Vは0.15～0.30%が好ましく、より0.20～0.30%、Nbは0.04～0.22%、より0.10～0.20% が好ましい。Nbの代わりにTaを全く同様に添加でき、複合添加においても合計量で同様の含有量とすることができる。

【 0 0 2 8 】

Niは低温韌性を高めると共に、 δ フェライト生成の防止効果がある。この効果は、Ni0.5%以上が好ましく、3.0% を越える添加で効果が飽和する。またNiの多量の添加はクリープ破断強度を下げる。特に、0.5～2.5%が好ましく、より0.7～2.3%が好ましい。

【 0 0 2 9 】

Nはクリープ破断強度の向上及び δ フェライトの生成防止に効果があるが0.02% 未満ではその効果が十分でなく、0.10% を越えると韌性を低下させる。特に、0.04～0.080%の範囲で優れた特性が得られる。

【 0 0 3 0 】

Reは固溶強化作用によってクリープ破断強度を高める効果がある。過剰な添加は脆化を促進するため2%以下の添加が好ましいが、Reは希少な元素であり、実用上から1.5%以下が好ましく、より1.2%以下が好ましい。

【 0 0 3 1 】

Bは粒界強度を高くする作用が有り、クリープ破断強度を高める効果がある。0.001%以下ではこの効果が不十分で、0.015%を越える添加で韌性が低下する。特に0.002～0.008%が望ましい。

【 0 0 3 2 】

P及びSの低減は、クリープ破断強度を損なわず、低温韌性を高める効果があり、極力低減することが望ましい。低温韌性向上の点から、P0.015%以下、S0.015%以下が好ましい。特に、P0.010%以下、S0.010% 以下が望ましい。

【 0 0 3 3 】

Sb、Sn及びAsの低減も、低温靱性を高める効果があり、極力低減することが望ましいが、現状製鋼技術レベルの点から、Sb0.0015%以下、Sn0.01%以下及びAs 0.02%以下に限定した。特に、Sb0.001% 以下、Sn0.005%及びAs0.01%以下が望ましい。

【0 0 3 4】

又、Ti、Al、Zr、Hf、Ta等のMC炭化物形成元素no少なくとも1種を合計で0.5% 以下含むものが好ましい。Alは脱酸材及び結晶粒微細化材として0.0005%以上とし、0.2%を超えるとクリープ強度に有効に働く窒素を固着することにより、クリープ破断強度を下げるので、それ以下が良い。

【0 0 3 5】

本発明においては、NiとCoの添加バランスに着目した。その結果、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値とNi量との関係で表わされる点A (1.0、2.7%) 及び点B (2.5、1.0%) の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{Mo量 / (Mo量 + 0.5W量)\}$ で求められる値を0.5以上とすることによって、前述の特性が得られるものである。特に、W量が1.5%以下において顕著である。更に、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値を1.8以下とすることが好ましい。W量が1.5%を超えるものは前述の高いクリープ強度が得られるが、高温長時間加熱後において靱性が低下するので好ましくない。

【0 0 3 6】

即ち、マルテンサイト鋼の靱性に寄与する元素として、Ni及びCoが有る。Niは靱性を向上させる効果が有るが、クリープ強度を低下させる。Coはクリープ強度向上に効果が有るが、使用中の脆化を促進し、靱性を低下させる。従って、靱性及びクリープ強度を保ち、さらに加熱脆化を抑制するため、本発明はNi量とCo量の差がNiとCoの添加量の釣り合いを示す好ましいバランスを示す有効な指標であることを見出したものである。

【0 0 3 7】

更に、本発明は、(W量/Mo量)比との関係で表わされる値とMn量とを、点C (1.3、0.15%) 及び点D (2.5、0.37%) の各点を直線で結んで得られる値以下とすることにより前述の高温長時間加熱後においても高い靱性が得られるもので

ある。

【 0 0 3 8 】

又、本発明は、 $\{\text{Mo量} / (\text{Mo量} + 0.5\text{W量})\}$ で求められる値とMn量との関係で示される点E (0.25、0.4%) 及び点F (0.7、0.15%) の各点を直線で結んで得られる値以上とすることにより特に前述の高温長時間加熱後においても高い靱性が得られるものである。

【 0 0 3 9 】

即ち、本発明においては、MoとWの添加についても両者の添加量の特定の比が好ましいバランスを示す有効な指標であることを見出した。マルテンサイト鋼の高温強度向上に寄与する元素として、Mo及びWは、それぞれ固溶強化元素として作用し、その効果はMo当量 = $\{\text{Mo} (\%) + 0.5\text{W} (\%)\}$ 、又は $(\text{W量} / \text{Mo量})$ で表わされる。しかし、これらの元素は高温長時間加熱後において靱性を低下させるが、少量のMnにおいては高温長時間加熱後において靱性を高める重要な役目を有し、それぞれを前述のMn量との関係から特定の含有量で複合添加することでその効果が顕著に得られる。MoとWではそれらの効果が異なり、高温ではWの添加が強度向上により有効であるが、Wの比率が大きい場合は前述のように靱性が低下する傾向にある。

【 0 0 4 0 】

特に、600℃を超える使用環境下ではW添加が有効であるが、ガスタービンディスクはそれよりも使用温度が低く、高靱性が必要なため、本発明ではMo添加がより好ましく、従って $\{\text{Mo量} / (\text{Mo量} + 0.5\text{W量})\}$ の値を0.5以上、好ましくは0.6～0.95、より好ましくは0.75～0.95とすることにより高温長時間加熱後においても高い靱性が得られるものである。

【 0 0 4 1 】

本発明材の熱処理は、まず完全なオーステナイトに変態するに十分な温度、最低1000℃、最高1150℃に均一加熱し、急冷し（好ましくは油冷または水噴霧）、次いで540～600℃の温度に加熱保持・冷却し（第1次焼戻し）、次いで550～650℃の温度に加熱保持・冷却（第2次焼戻し）を行い、全焼戻しマルテンサイト組織とするものが好ましい。第2次焼戻しは第1次焼戻し温度より高い温度とする

ものである。焼入れにあたっては、M f 点直上の温度に止めることが焼き割れを防止する点で好ましい。具体的温度は150℃以上に止めるのが良い。第1次焼戻しはその温度より加熱する。

【 0 0 4 2 】

【発明の実施の形態】

(実施例 1)

表1はガスタービンディスク材に係る12%Cr耐熱鋼の化学組成（重量%）を示し、残部はF eである。各試料はそれぞれ150kg真空アーク溶解し、1150℃に加熱し鍛造して素材とした。この素材を1050℃で2時間の加熱後油冷し、560℃で5時間加熱後空冷の一次焼戻しを行い、次いで580℃で5時間加熱後炉冷の二次焼戻しを行った。熱処理後の素材からクリープ破断試験片、引張試験片及びVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し実験に供した。衝撃試験は熱処理のままの材料と、530℃、10000時間加熱脆化材について行った。この脆化材はラルソン・ミラーのパラメータより510℃で10万時間加熱されたものと同等の条件である。

【 0 0 4 3 】

【表 1】

表 1

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Co	N	Fe	(Ni-Co) ²	Mo/(Mo+0.5W)
1	0.12	0.01	0.13	2.7	11.4	1.9	0	0.19	0.06	0	0.036	Bal.	7.18	1.00
2	0.16	0.04	0.11	2.6	11.5	2.1	0	0.24	0.15	2.8	0.076	Bal.	0.04	1.00
3	0.10	0.06	0.60	0.3	10.2	0.2	2.8	0.20	0.07	2.5	0.020	Bal.	5.06	0.13
4	0.15	0.03	0.15	1.2	11.0	1.9	0.6	0.23	0.12	4.2	0.070	Bal.	9.00	0.86
5	0.12	0.03	0.15	3.2	10.2	1.5	0.8	0.23	0.12	1.1	0.068	Bal.	4.41	0.79
6	0.15	0.03	0.15	1.2	10.9	0.7	1.8	0.23	0.12	1.8	0.069	Bal.	0.36	0.44
7	0.10	0.03	0.15	1.0	11.0	1.9	0.3	0.23	0.12	2.2	0.070	Bal.	1.44	0.93
8	0.17	0.25	0.32	0.8	10.5	2.1	0.2	0.20	0.17	0.6	0.075	Bal.	0.04	0.95
9	0.19	0.10	0.10	2.2	11.0	1.3	1.2	0.29	0.08	1.8	0.052	Bal.	0.16	0.68
10	0.15	0.03	0.15	1.2	10.9	1.9	0.3	0.23	0.12	1.0	0.069	Bal.	0.04	0.93
11	0.11	0.03	0.40	1.2	10.9	1.1	1.4	0.23	0.12	1.0	0.064	Bal.	0.04	0.61
12	0.11	0.03	0.40	2.6	10.9	1.1	1.4	0.23	0.12	3.3	0.061	Bal.	0.49	0.61
13	0.14	0.03	0.15	1.2	10.9	1.5	0.8	0.23	0.11	1.0	0.071	Bal.	0.04	0.79

【 0 0 4 4 】

表2はこれら試料の機械的性質を示す。試料No.7～13は本発明材であり、高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される室温引張強さが1180MPa以上、510℃、10⁵時間クリープ破断強度が420MPa以上、及び脆化処理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値が19.6J/cm²以上の値を示し、充分満足するものであることが確認された。これに対し、比較材の試料No.1～6は、高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される機械的特性を同時に満足出来ないものである。比較材の試料No.1、3、4及び5は（Ni量とCo量の差）の2乗の値がいずれも大きくなっており、NiとCoとにおいて一方の添加量が多いことを示している。Ni添加量の大きい比較材のNo.1及びNo.5では、引張強さ及び加熱脆化前後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値は満足するが、クリープ強度を満足できない。Co添加量の多い比較材No.3及びNo.4は、クリープ破断強度は満足するが、加熱脆化後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値の低下が著しい。

【 0 0 4 5 】

Mo当量の $\{\text{Mo量} / (\text{Mo量} + 0.5\text{W量})\}$ の値が0.5未満の試料No.3及びNo.6は、衝撃値が低い。Moの単独添加（W添加量＝0）の試料No.2はクリープ破断強度が低い。

【 0 0 4 6 】

【表 2】

表 2

	引張強さ (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	510℃ 10 ⁵ 時間破断強度 (MPa)	衝撃値 (J/cm ²)	
						脆化前	脆化後
1	1222	1063	19.2	78.1	338	114.2	72.2
2	1315	1144	18.1	75.6	344	98.1	42.2
3	1024	891	17.2	71.3	438	10.2	6.2
4	1243	1081	19.2	74.6	421	42.3	5.3
5	1189	1034	17.5	78.6	338	74.3	31.2
6	1230	1070	16.5	65.1	431	48.1	11.4
7	1210	1053	18.7	73.2	429	45.3	22.1
8	1237	1076	17.5	73.4	442	58.5	35.6
9	1250	1088	19.2	76.2	445	69.1	41.2
10	1223	1064	18.8	74.9	440	49.2	26.4
11	1232	1072	18.8	75.2	433	48.1	28.5
12	1240	1079	17.9	74.6	428	72.4	27.4
13	1245	1021	18.3	73.8	430	45.6	24.5

【 0 0 4 7 】

さらに、表 3 に示す化学組成の試料を溶解及び鍛造によって製造し、同じ熱処理を行い実験に供した。試験結果を表 4 に示す。表 4 に示すように、本発明材の試料 No. 17～19 は高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される室温引張強さが 1180MPa 以上、510℃、 10^5 時間クリープ破断強度が 420MPa 以上及び脆化処理後の 25℃V ノッチシャルピー衝撃値が $19.6\text{J}/\text{cm}^2$ 以上を充分満足する特性が得られることが確認された。これに対して、B が過剰に添加された比較材の試料 No. 14 及び No. 15 は引張試験の伸び及び衝撃値が低く、高温・高圧ガスタービンディスク材として要求される機械的特性を同時に満足出来ない。また、Mo の単独添加（W 添加量 = 0）の比較材の試料 No. 14 は、クリープ強度がやや低い。Re を過剰添加した比較材の試料 No. 16 は、引張強さ、クリープ強度は十分であるが、絞りの値が低かった。

【 0 0 4 8 】

【表 3】

表 3

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Co	N	B	Re	Fe	(Ni-Co) ²	Mo/(Mo+0.5W)
14	0.16	0.03	0.15	1.1	11.0	1.9	0	0.23	0.13	1.0	0.025	0.018	0.5	Bal.	0.01	1.00
15	0.15	0.03	0.15	1.2	11.0	1.1	0.8	0.23	0.12	1.5	0.045	0.025	0.8	Bal.	0.09	0.73
16	0.15	0.03	0.15	1.2	11.0	1.5	0.8	0.23	0.12	1.5	0.045	0.008	2.1	Bal.	0.09	0.79
17	0.18	0.03	0.10	1.9	11.0	2.1	0.5	0.23	0.12	0.8	0.070	0	0.2	Bal.	1.21	0.89
18	0.12	0.03	0.33	1.2	11.0	1.7	0.5	0.23	0.12	1.2	0.070	0	0.6	Bal.	0	0.87
19	0.15	0.03	0.15	1.2	11.0	1.9	0.3	0.23	0.12	1.0	0.020	0.010	0.8	Bal.	0.04	0.93

【表 4】

表 4

	引張強さ (MPa)	0.2%耐力 (MPa)	伸び (%)	絞り (%)	510℃ 10 ⁵ 時間破断強度 (MPa)	衝撃値(J/cm ²)	
						脆化前	脆化後
14	1198	1018	15.1	62.3	420	10.5	6.2
15	1254	1066	18.2	54.5	434	16.4	7.4
16	1254	1066	18.2	48.2	421	52.1	25.2
17	1241	1055	18.1	72.4	444	67.2	45.1
18	1217	1034	18.8	73.6	458	60.5	36.4
19	1221	1038	19.6	71.6	452	54.2	33.3

【0049】

図1は、クリープ破断強度と（Ni量とCo量の差）の2乗との関係を示す図である。図1に示すように、クリープ破断強度は（Ni量とCo量の差）の2乗の値が大きくなるに従って著しく低下する。特に、Ni量との関係が大きく、Ni量が1.0～1.2%のものは2.2～3.2%のものに比較して高いクリープ破断強度を有するが、高Niのものは（Ni量とCo量の差）の2乗の値が大きくなると急激にクリープ破断強度を低下させる。

【0050】

特に、Co量がNi量より多い場合には、クリープ強度の低下が僅かであり、（Ni量とCo量の差）の2乗の値による影響は小さい。

【0051】

図2は、図1の関係から、510℃、10⁵時間クリープ破断強度が420MPa以上を有する（Ni量とCo量の差）の2乗の値とNi量との関係を示す線図である。前述のように、クリープ破断強度は（Ni量とCo量の差）の2乗とNi量との間に密接な関係を有するものであり、（Ni量とCo量の差）の2乗で求められる値とNi量との関係で表わされる値が点A（1.0、2.7%）及び点B（2.5、1.0%）の各点を直線で結んで得られる値以下にすることにより420MPa以上のクリープ破断強度が得られるものである。

【0052】

図3は、脆化处理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値と（W量/Mo量）比との関係を示す線図である。図3に示すように、その衝撃値は（W量/Mo量）比が大きくなるに従って急激に低下する。その衝撃値はMn量が0.15%のものに対して0.32～0.4%と多いほど高く、更に高C量ほど高い。更に、いずれも（W量/Mo量）比が大きくなるにつれてその衝撃値はいずれのMn量においても顕著に低下する。

【0053】

図4は脆化处理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値が19.6J/cm²以上の値を有する（W量/Mo量）比とMn量との関係を示す線図である。図4に示すように、（W量/Mo量）比とMn量との関係で表わされる点C（1.3、0.15%）及び点D（2.5、0.37%）の各点を直線で結んで得られる値以下にすることにより19.6J/cm²以上の25

℃Vノッチシャルピー衝撃値が得られるものである。尚、図4はC量として0.17%以下において適用される。

【0054】

図5は、脆化处理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値と（Mo量/Mo量+0.5W量）比との関係を示す線図である。図5に示すように、その比をより大きくすることにより高温長時間加熱後においても高い靱性が得られるものである。その衝撃値はMn量が0.15%のものに対して0.32～0.4%と多いほど、更に高C量ほど高く、（Mo量/Mo量+0.5W量）比が大きくなるにつれて高くなる。Mn量が0.15%のものはC量が0.15%以下のものであり、Mn量が0.32～0.4%のものがC量が0.11～0.17%のものである。

【0055】

図6は、脆化处理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値が19.6J/Cm²以上が得られる（Mo量/Mo量+0.5W量）とMn量との関係を示す線図である。これらの関係で表わされる点E（0.25、0.4%）及び点F（0.7、0.15%）の各点を直線で結んで得られる値以上とすることにより前述の衝撃値が得られるものである。尚、図6はC量として0.17%以下において適用される。

【0056】

（実施例2）

図7は空気冷却方式を有する空気圧縮型3段タービンのタービン上半部の断面図である。図7に示すように、本実施例のガスタービンは、ケーシング80、圧縮機ロータ2と外周部の翼列からなる圧縮機、燃焼器84、タービンノズル81～83及びタービンプレード51～53が交互に配置され、タービンロータ1等によって構成されている。タービンロータ1は3個のタービンディスク11、12、13及びタービンスタブシャフト4を有し、高速回転体として密着結合されている。各タービンディスクの外周にはタービンプレード51～53が植設されているほか、デイスタントピース3を介して圧縮機ロータ2、コンプレッサスタブシャフトに連結されており、軸受によって回転支持されている。かかる構成において、圧縮機で圧縮された空気を用いて燃焼器84で生成された高温・高圧の作動ガスが、膨脹しながら流れることによってタービンロータ1が回転され、動力が発生される。タービン部を

出た燃焼ガスは排熱回収ボイラ(HRSG)に送られ、それにより水蒸気が作られる。

【0057】

図示されていない部分もあるが、本実施例におけるガスタービンの主な構成は前述の他、更に、タービンスタブシャフト4、タービンスタッキングボルト5、タービンスペーサ18、デイスタントピース3、コンプレッサディスク17、コンプレッサブレード、コンプレッサスタッキングボルト、コンプレッサスタブシャフトを有し、コンプレッサディスク17が17段以上、タービンブレードが3段である。4段に対しても同様に実施できる。

【0058】

本実施例では、圧縮機にて圧縮された空気を用いて、図7中に矢印で示した空気の流れによって各部品が冷却される。初段タービンノズル81、第2段タービンノズル82では空気は外側のサイドウォールより流入し、翼部より排出される。第2段タービンノズル82は内側のサイドウォールに渡って冷却される。第3段タービンノズル83では空気は外側のサイドウォールより流入し、内側のサイドウォールより出てスペーサ部分より外側に排出される。初段タービンブレード51は圧縮された空気がタービンディスク11の中心部からその側壁を通り、スペーサ18部分を通して、ブレード内部に設けられた冷却孔を通してその先端と翼部のトレーリング部より排出されることによりブレード及びディスクがともに冷却される。ブレードにおいてはそのシャンク部に設けられたシールフィンにより燃焼ガスが内部に流入しないようシールされる。第2段タービンブレード52も同様にタービンディスク12からスペーサ18を通してブレード内部に設けられた冷却孔を通して先端部より排出され、冷却される。第3段タービンブレード53には冷却孔はないが、タービンディスク13の中心部からその側壁を通り、シールフィンを通してこれらを冷却しながら燃焼ガスと共に排熱回収ボイラに入り、そこで水蒸気が形成され、蒸気タービンの動力源となる。

【0059】

本実施例におけるタービンディスク11、12、13に用いる材料として実施例1の表1に示すNo.10の組成の大型試料を溶解し、1150℃に加熱し鍛造して実験素材とした。この素材を、1050℃で8h加熱後衝風冷却を行い、冷却温度を150℃で止

め、その温度より580℃で12h加熱後空冷の2次焼戻しを行い、次いで605℃で5h加熱後炉冷の2次焼戻しを行った。熱処理後の素材からクリープ破断試験片、引張試験片及びVノッチシャルピー衝撃試験片を採取し実験に供した。衝撃試験は熱処理のままの材料を実施例1と同様の加熱脆化材について行った。本実施例におけるこれらの特性は実施例1と同等の特性を有するものであった。

【0060】

本実施例ではタービンディスク11、12、13の他、ディスタントピース3、タービンスタッキングボルト5にも実施例1に示したNo.7～13、No.17～19の全焼戻しマルテンサイト鋼をいずれも使用可能である。

【0061】

また、これらのマルテンサイト鋼はフェライト系の結晶構造を持つが、フェライト系材料は、Ni基合金のようなオーステナイト系材料に比べて熱膨張率が小さい。タービンディスクにNi基合金を用いるよりも耐熱鋼を使用する本実施例の方が、更にディスク材の熱膨張率が小さいのでディスクに発生する熱応力を低減し、亀裂の発生、破壊を抑制できる。コンプレッサブレードは17段で、得られる空気圧縮比は18である。

【0062】

更に、本実施例においては、ガスタービンの初段タービンノズル81及び初段タービンブレード51にはNi基超合金が用いられ、燃焼ガス温度によって1300℃級には多結晶鑄造物、1500℃級にはその単結晶鑄造物が用いられる。単結晶鑄造物には、重量でCr4～10%、Mo0.5～1.5%、W4～10%、Re1～4%、Al3～6%、Ta4～10%、Co0.5～10%及びHf0.03～0.2%を有するNi基超合金、多結晶鑄造物にはCr10～15%を有するこれと同等の合金が用いられる。

【0063】

第2段タービンノズルおよび第3段タービンノズルには重量で、Cr21～24%、Co18～23%、C0.05～0.20%、W1～8%、Al1～2%、Ti2～3%、Ta0.5～1.5%及びB0.05～0.15%を含有するNi基超合金で構成する。これらのノズルは通常の鑄造により得られる等軸晶組織である。

【0064】

第 2 段タービンプレード52及び第 3 段タービンプレード53には、Ni 基超合金が用いられ、燃焼ガス温度によって1300℃級には多結晶鑄造物、1500℃級にはその一方向凝固柱状晶Ni 基超合金鑄造物が用いられる。いずれも重量で、Cr5～18%、Mo0.3～6%、W2～10%、Al2.5～6%、Ti0.5～5%、Ta1～4%、Nb0.1～3%、Co0～10%、C 0.05～0.21%、B0.005～0.025%、Hf0.03～2%、Re0.1～5%を有するNi 基超合金で構成する。一方向凝固柱状晶Ni 基超合金のブレードは全体が一方向に先端部からダブティルの方向に凝固させることにより得られる。

【 0 0 6 5 】

本実施例においては、高強度化及び加熱脆化においても高い靱性を有するため、それによって特にタービンディスクの材料温度を高く設定することができるので前述の冷却を少なくでき、更に前述の使用部材の薄肉化、小径化が可能となり軽量化も達成され、起動特性が向上する。

【 0 0 6 6 】

以上の構成によって、総合的により信頼性が高くバランスされたガスタービンが得られ、使用燃料として、天然ガス、軽油等を使用し、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1500℃、初段タービンプレードのメタル温度が900℃、ガスタービンの排ガス温度は650℃であり、発電効率がLHV表示で37%以上の発電用ガスタービンが達成できる。又、初段タービンノズルへのガス入り口温度が1300℃においても同様である。

【 0 0 6 7 】

又、本実施例では、ガスタービン1台と初段タービンプレードへの蒸気入口温度566℃の高中低圧一体型蒸気タービン 1 台との各々に発電機を備えた組合せの多軸型コンバインドサイクル発電システムを構成することができ、より高い発電効率を得ることができる。

【 0 0 6 8 】

【発明の効果】

本発明によれば、高効率高温ガスタービンとしてガス温度1300～1500℃級における特にタービンディスクに要求されるクリープ破断強度及び加熱脆化後の衝撃値が高いものが得られる。さらに、加熱脆化域の高温に晒されるタービンスタッ

キングボルト、タービンスペーサ、ディスタントピースへの適用も可能である。従って、本発明により、ガスタービン発電プラントの燃焼温度並びに部材温度を上げることができるので、高温部における冷却を少なくできること、更に一方では回転部の軽量化も達成できるので、一層の高効率化が達成される。そして、化石燃料の節約、排出ガスの発生量を抑えることが可能となり、地球環境保全にも貢献できる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】 クリープ破断強度と（Ni量とCo量の差）の2乗との関係を示す図である。

【図 2】 図 1 の関係から、510℃、10⁵時間クリープ破断強度が420MPa以上を有するNi量と（Ni量とCo量の差）の2乗の値との関係を示す線図である。

【図 3】 脆化処理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値と（W量/Mo量）比との関係を示す線図である。

【図 4】 脆化処理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値が19.6J/cm²以上の値を有する（W量/Mo量）比とMn量との関係を示す線図である。

【図 5】 脆化処理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値と（Mo量/Mo量+0.5W量）比との関係を示す線図である。

【図 6】 脆化処理後の25℃Vノッチシャルピー衝撃値が19.6J/cm²以上が得られる（Mo量/Mo量+0.5W量）とMn量との関係を示す線図である。

【図 7】 本発明に係るガスタービンの回転部の断面図である。

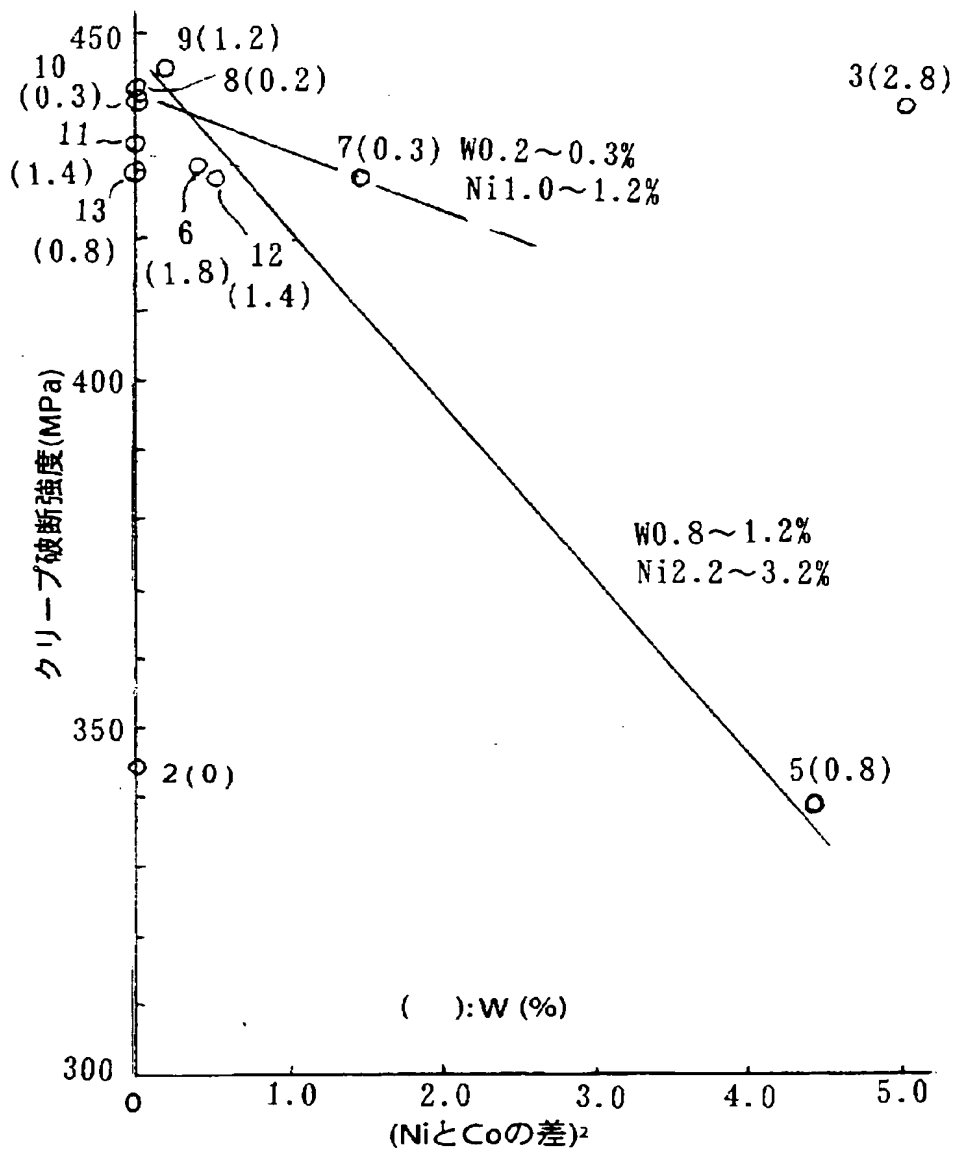
【符号の説明】

1…タービンロータ、2…コンプレッサロータ、3…ディスタントピース、4…タービンスタブシャフト、5…タービンスタッキングボルト、11、12、13…タービンディスク、17…コンプレッサディスク、81、82、83…静翼、51、52、53…動翼、18…タービンスペーサ、80…ケーシング、84…燃焼器。

【書類名】 図面

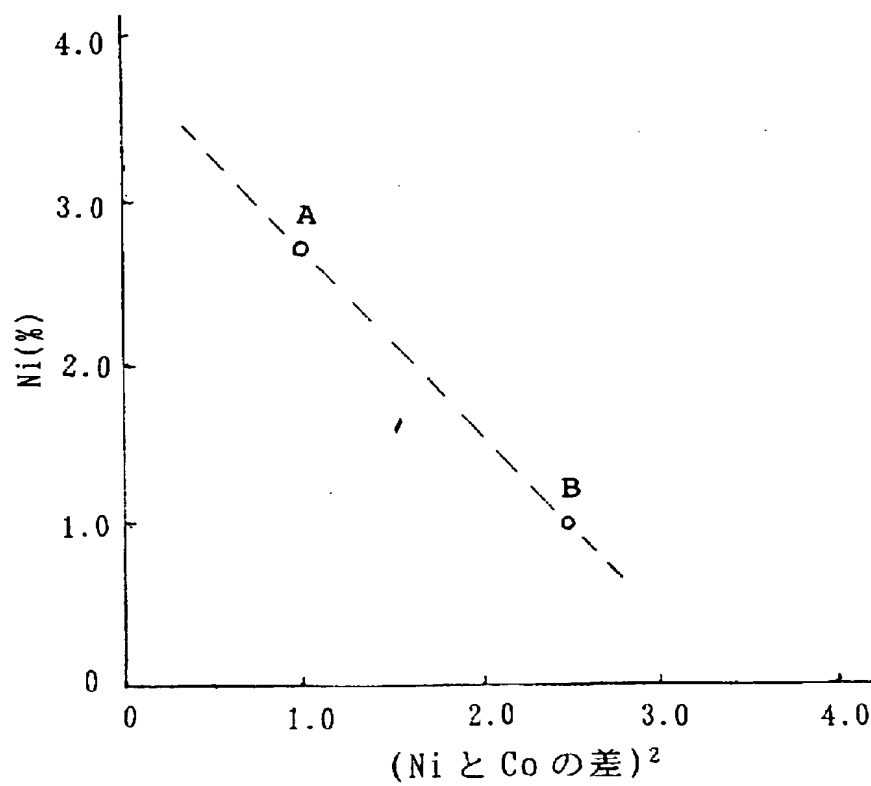
【図 1】

図 1



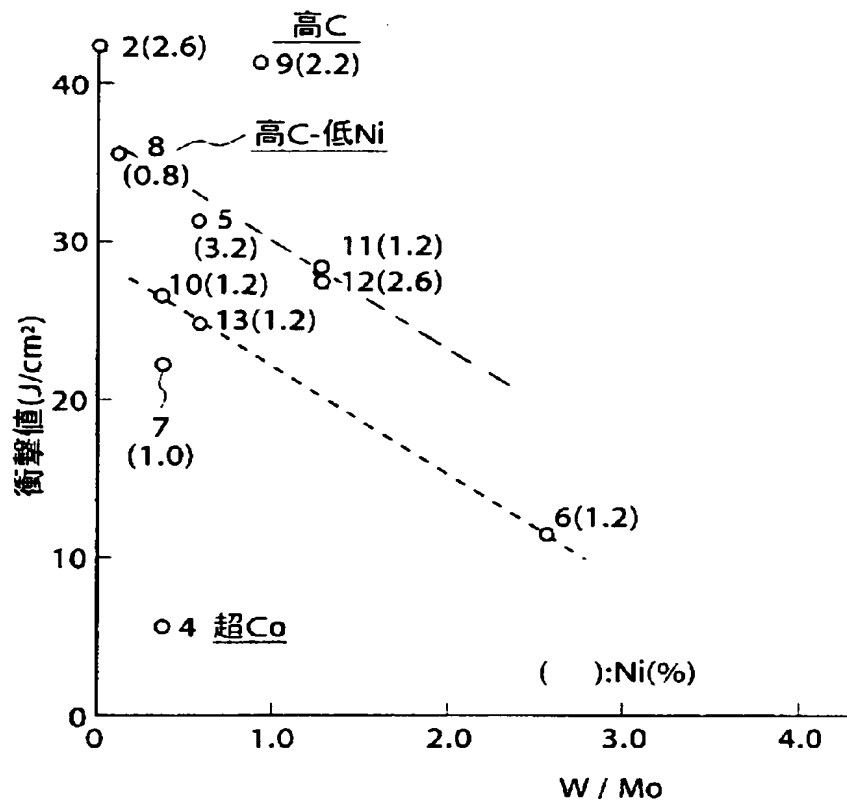
【図 2】

図 2

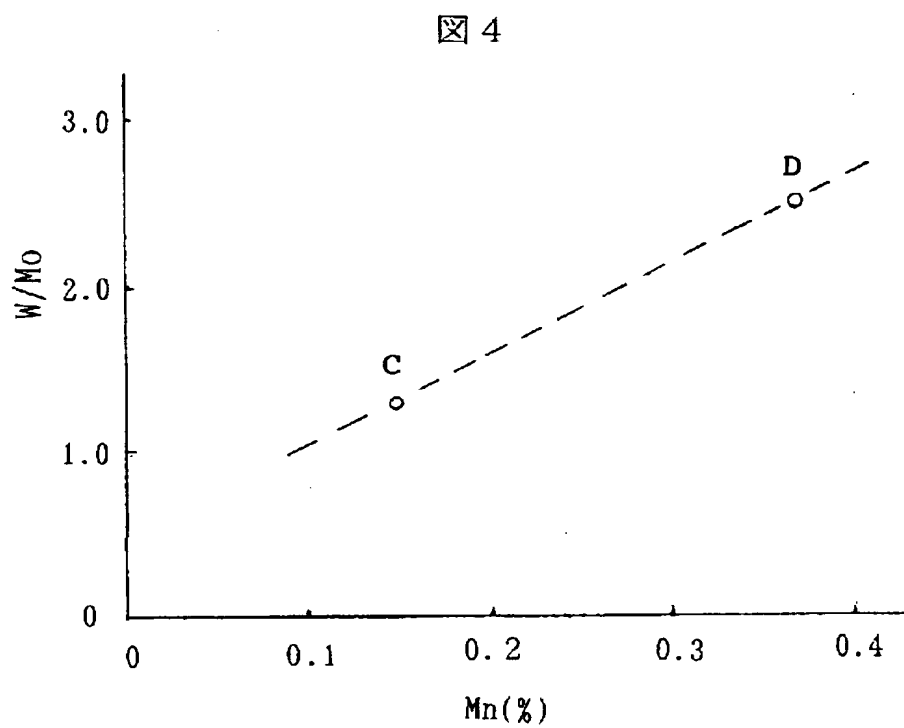


【図 3】

図 3

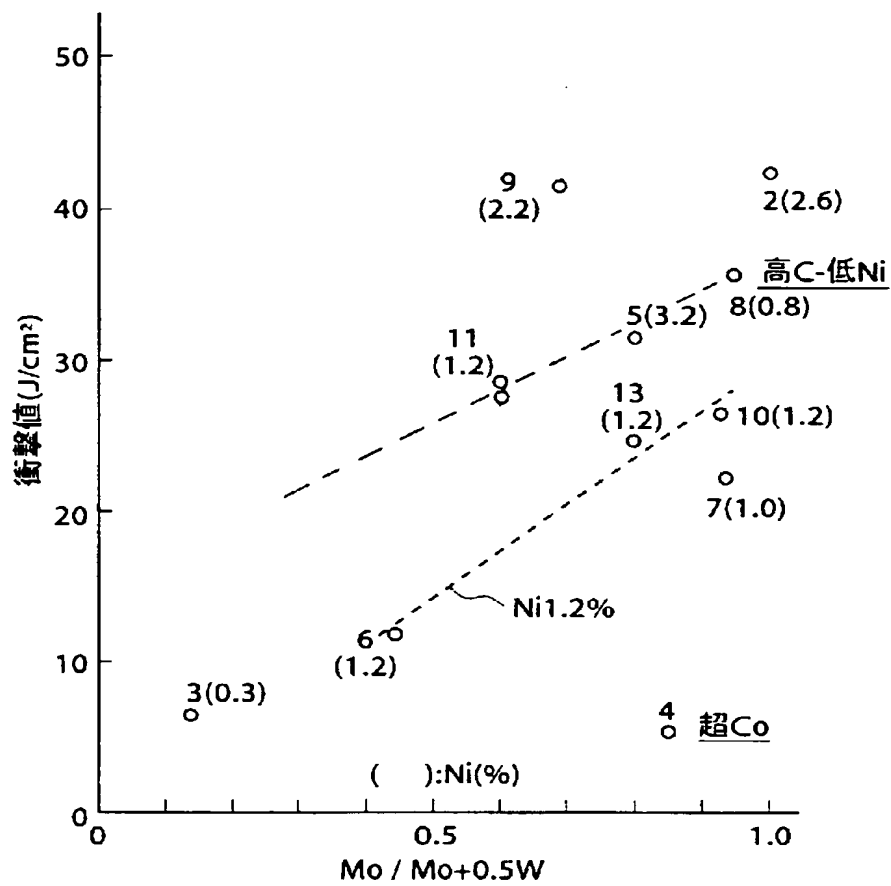


【図 4】

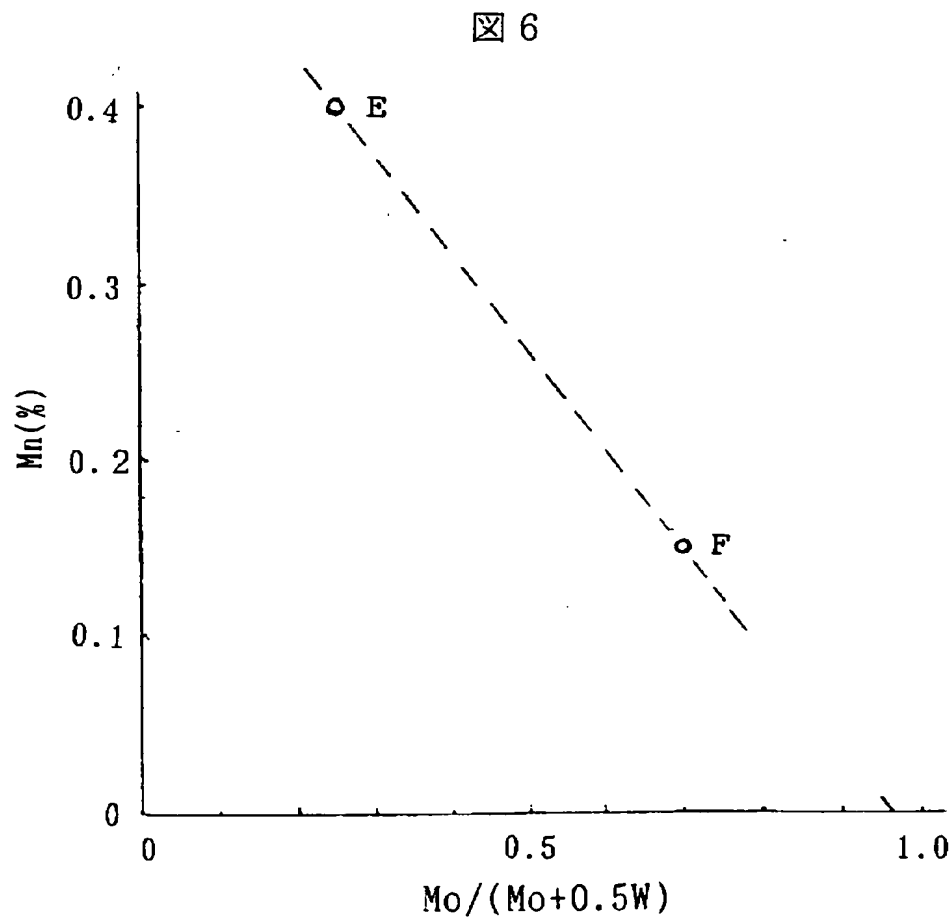


【図 5】

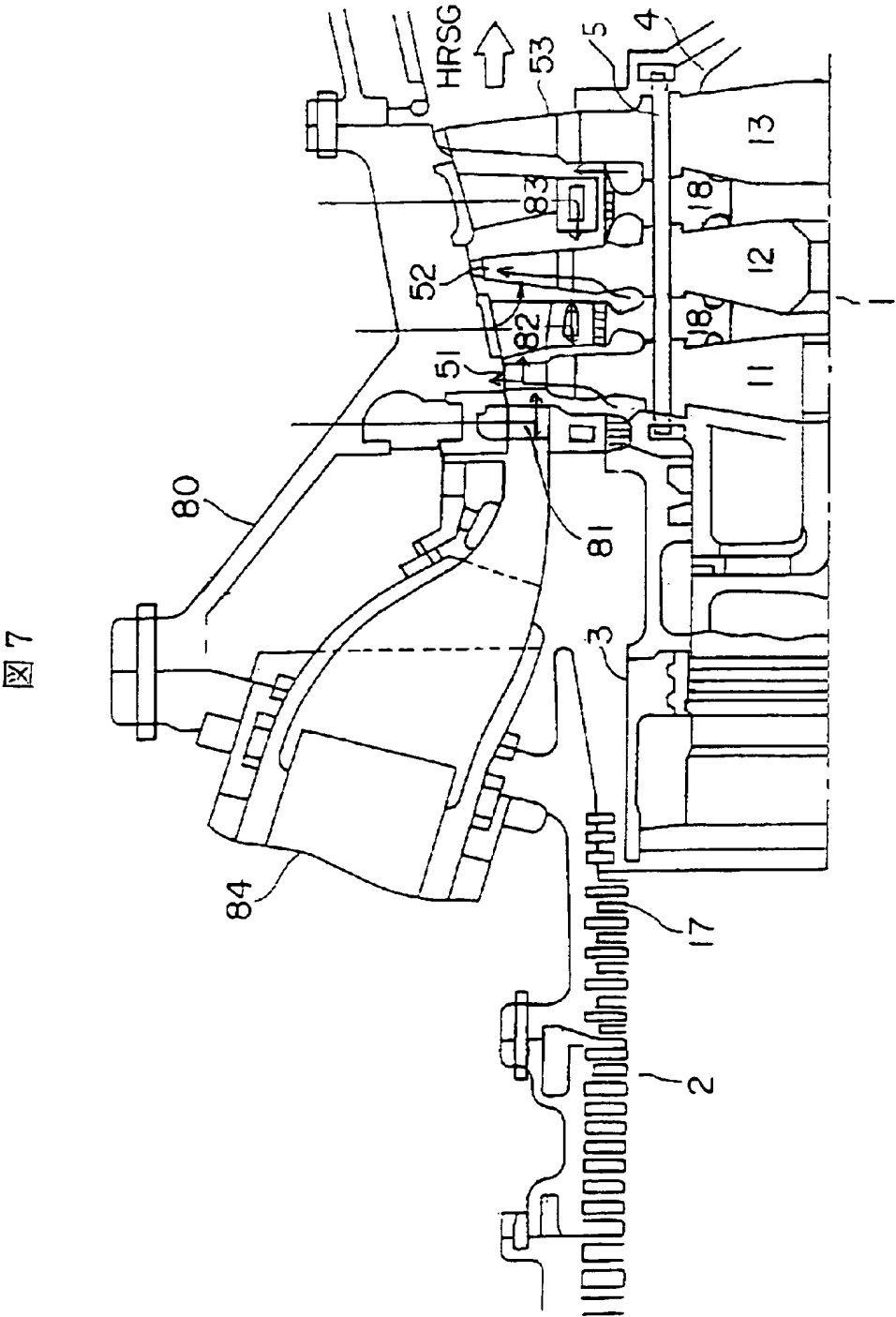
図 5



【図 6】



【図 7】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】

本発明の目的は、より高温度に対応できる高クリープ破断強度と高温長時間加熱後においても高い靱性を有する耐熱鋼とそれを用いたガスタービン及びその各種部材を提供することにある。

【解決手段】

本発明は、重量で、C0.05～0.30%、Si0.50%以下、Mn0.60%以下、Cr8.0～13.0%、Ni0.5～3.0%、Mo1.0～3.0%、W0.1～1.5%、Co 0.5～4%、V0.05～0.35%、NB及びTaの1種又は2種の合計量が0.02～0.30%、及びN0.02～0.10%を含み、(Ni量とCo量の差)の2乗で示される値とNi量とが図2の点A(1.0、2.7%)及び点B(2.5、1.0%)の各点を直線で結んで得られる値以下及び $\{Mo量 / (Mo量 + 0.5W量)\}$ で示される値が0.5以上であるマルテンサイト鋼からなることを特徴とする耐熱鋼にある。

【選択図】 図1

特願 2 0 0 3 - 1 0 1 4 0 1

出 願 人 - 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 5 1 0 8]

1 . 変更年月日

1 9 9 0 年 8 月 3 1 日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都千代田区神田駿河台 4 丁目 6 番地

氏 名

株式会社日立製作所